

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В РАЦИОНАЛЬНО ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ТРУБ, СТОЙКИХ К ВОЗДЕЙСТВИЮ СРЕД, СОДЕРЖАЩИХ СЕРОВОДОРОД

Рыжков М.А.

Руководитель – профессор, д. т. н. Пышминцев И. Ю.

ГОУ ВПО «УГТУ – УПИ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина»,
г. Екатеринбург
tofm@mail.ustu.ru

Истощение наиболее доступных месторождений нефти и газа приводит к тому, что во всем мире растет интерес к разработке месторождений с так называемыми «кислыми» средами (с высокой концентрацией сероводорода – H_2S), вызывающими деградацию механических свойств сталей.

В результате необходима разработка эффективных методов производства высокопрочных сталей (с пределом текучести более 550 МПа) с улучшенными характеристиками сопротивления сульфидному растрескиванию под напряжением (СРН) и водородному охрупчиванию (ВО). Стойкость к СРН и ВО является структурно-чувствительным свойством, и достижение требуемых характеристик обеспечивается повышением «металлургического» качества сталей, с одной стороны, а также выбором химического состава и режима термической обработки, обеспечивающим оптимальную микроструктуру, с другой.

Достижение высокой прочности рационально легированных сталей при сохранении их стойкости к СРН необходимо обеспечивать с учетом особенностей структурных и фазовых превращений при термической обработке материалов, изготовленных на современном металлургическом оборудовании с соответствующим ему уровнем качества выпускаемой продукции. Коренная реконструкция мощностей металлургического, прокатного и термического передела трубной промышленности РФ, осуществляемая в последние годы, создала предпосылки освоения производства труб из рационально легированных сталей, стойких к воздействию особо агрессивных H_2S -содержащих сред.

Основная цель настоящей работы состояла в определении закономерностей формирования микроструктуры и фазового состава современных трубных сталей в процессе термической обработки, одновременно обеспечивающей высокие прочностные свойства исследуемых материалов и необходимый уровень их стойкости к СРН.

Материалом исследования в настоящей работе служили низколегированные стали (типа 20Х1МФА, 22Х1МФА, 26ХМФА и 40ХМФА) промышленной выплавки, используемые для производства обсадных, насосно-компрессорных и буровых труб.

Металлографический анализ осуществлялся с применением оптических микроскопов «Neophot 21», «Olympus GX51» и «Nikon Epiphot 200», а также

растровых электронных микроскопов «Philips SEM 535», «Jeol JSM-5900LV» и «Jeol JSM-6490LV». Микрорентгеноспектральный анализ проводился на растровых электронных микроскопах «Jeol JSM-5900LV» и «Jeol JSM-6490LV», оснащенных энергодисперсионными микроанализаторами, при ускоряющем напряжении 20 кВ. Детальное изучение микроструктуры материалов проводилось на просвечивающем электронном микроскопе ЭМВ-100Л при ускоряющем напряжении 100 кВ.

При изучении закономерностей превращений при нагреве и охлаждении исследуемых сталей использовались данные дилатометрических исследований, проведенных на цилиндрических образцах диаметром ~3,0 мм и длиной ~10,0 мм на закалочном дилатометре «Linseis L78 R. I. T. A.». Расчет доли распавшегося аустенита производился по «правилу рычага», приведенному в стандарте ASTM A1033. Твердость сталей после различных термических воздействий определялась по Роквеллу по шкале С (в соответствии с ГОСТ 9013) и по Виккерсу (согласно ГОСТ 2999). В случае необходимости перевод значений твердости осуществлялся в соответствии с таблицами, представленными в стандарте ASTM E140.

Испытания на растяжение проводились согласно ГОСТ 1497 на продольных пятикратных образцах диаметром 6,0 мм на испытательных машинах ИР-5057 и Instron 3382.

Испытания исследуемых сталей на стойкость к СРН проводились в соответствии со стандартом NACE TM0177 по методу А на образцах диаметром 6,35 мм в испытательном растворе А (раствор, содержащий 5 масс. % хлорида натрия NaCl и 0,5 масс. % кристаллической уксусной кислоты CH_3COOH , растворенных в дистиллированной воде и насыщенный сероводородом при рН 2,6...2,8) при нагрузках 80...90 % от минимального нормированного предела текучести соответствующих материалам групп прочности в течение 720 ч. Наводороживание образцов из исследуемых сталей производилось в аналогичной среде в течение 96 ч.

Для измерения эффектов амплитудно-зависимого внутреннего трения (АЗВТ) в исследуемых сталях использовался прямой крутильный маятник, оборудованный следующими системами: полуавтоматического определения логарифмического декремента свободных колебаний образца диаметром 6,0 мм; возбуждения крутильных колебаний образца в диапазоне деформации $(2...400) \times 10^{-5}$ по относительному углу закручивания и намагничивания рабочей части образца магнитным полем напряженностью ~2400 А/м.

Для сталей 20Х1МФА, 26ХМФА-3 и 40ХМФА построены термокинетические диаграммы образования аустенита и зафиксировано снижение температуры A_{c1} при увеличении скорости нагрева от 10,0 до 100,0 °/с. Критические температуры, определенные на основе дилатометрических данных при нагреве со скоростью 0,1 °/с, для сталей 20Х1МФА, 22Х1МФА, 26ХМФА, 26ХМФА-2 и 26ХМФА-3 составляют A_{c1} ~750 и A_{c3} ~830 °С, для стали 40ХМФА – ~740 и ~795 °С, соответственно.

Построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита в сталях типа 20Х1МФА, 22Х1МФА, 26ХМФА и 40ХМФА, на основе чего количественно определены закономерности влияния содержания С и Мо на характер протекания превращений, критические скорости охлаждения и долю распада аустенита. Экспериментально определены критические температуры M_n и M_k исследуемых сталей.

На примере стали 26ХМФА показано определяющее влияние полученной при закалке бейнитной микроструктуры на уменьшение пластичности после высокого отпуска и выдержки в модельной сероводородсодержащей среде.

Установлено, что увеличение содержания Мо от 0,17 до 0,77 масс. % в сталях типа 26ХМФА, не оказывает определяющего влияния на ВО в случае формирования перед отпуском мартенситной структуры. В то же время, более высокое содержание Мо при идентичных условиях термической обработки способствует формированию микроструктуры, обеспечивающей улучшенную стойкость к СРН при повышенном пределе текучести стали (более 758 МПа).

Изучены особенности разрушения образцов групп прочности Т95 ($\sigma_T = 655 \dots 758$ МПа) и Р110 ($\sigma_T = 758 \dots 965$ МПа) из сталей типа 26ХМФА при воздействии напряжений и H_2S -содержащей среды. На первой стадии по всей поверхности образцов образуются коррозионные трещины, фронт которых распространяется в плоскости, нормальной к приложенной нагрузке, при этом образуются фасетки квазискола и гребни отрыва. На второй стадии имеет место вязкое разрушение наводороженной стали под действием повышенных напряжений в нетто сечении.

Выпуск опытно-промышленных партий обсадных и насосно-компрессорных труб с минимальным нормированным пределом текучести от 552 до 758 МПа показал, что использование установленных закономерностей фазовых и структурных превращений при разработке условий закалки и отпуска исследуемых среднеуглеродистых рационально легированных Cr-Mo-V сталей с заданным содержанием Мо обеспечивает стойкость к СРН при нагрузках, составляющих 80...90 % от минимального нормированного предела текучести.